

550 801

(12)特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19)世界知的所有権機関
国際事務局



(43)国際公開日
2004年10月21日 (21.10.2004)

PCT

(10)国際公開番号
WO 2004/090186 A1

(51)国際特許分類:
C22C 21/12,
C22F 01/057, B21C 25/02

吉野 保明 (YOSHINO, Yasuaki) [JP/JP]; 〒5090131岐阜県各務原市つつじが丘2丁目181番地 Gifu (JP).

(21)国際出願番号:
PCT/JP2004/004767

(74)代理人: 福田 保夫, 外 (FUKUDA, Yasuo et al.); 〒1010041 東京都千代田区神田須田町1-16 本郷ビル5階 Tokyo (JP).

(22)国際出願日:
2004年4月1日 (01.04.2004)

(81)指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

(25)国際出願の言語:
日本語

(26)国際公開の言語:
日本語

(30)優先権データ:
特願2003-103121 2003年4月7日 (07.04.2003) JP

(84)指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ヨーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TI, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(71)出願人(米国を除く全ての指定国について): 社団法人日本航空宇宙工業会 (THE SOCIETY OF JAPANESE AEROSPACE COMPANIES) [JP/JP]; 〒1070052 東京都港区赤坂1丁目1番14号 Tokyo (JP). 川崎重工業株式会社 (KAWASAKI JUKOGYO KABUSHIKI KAISHA) [JP/JP]; 〒6508670 兵庫県神戸市中央区東川崎町3丁目1番1号 Hyogo (JP). 住友軽金属工業株式会社 (SUMITOMO LIGHT METAL INDUSTRIES, LTD.) [JP/JP]; 〒1058601 東京都港区新橋5丁目11番3号 Tokyo (JP).

(72)発明者; および
(75)発明者/出願人(米国についてのみ): 佐野秀男 (SANO, Hideo) [JP/JP]; 〒1058601 東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽金属工業株式会社内 Tokyo (JP).

(54)Title: HIGH-STRENGTH ALUMINUM-ALLOY EXTRUDED MATERIAL WITH EXCELLENT CORROSION RESISTANCE AND METHOD OF PRODUCING THE SAME

(54)発明の名称: 耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材およびその製造方法

WO 2004/090186 A1

(57)Abstract: A high-strength aluminum-alloy extruded material and a method of producing the material that is excellent in corrosion resistance and in ability to be fabricated, and is suitably used as a structural material for transportation machinery such as automobiles. The material contains 0.6%-1.2% of Si, 0.8%-1.3% of Mg, and 1.3%-2.1% of Cu, and the contents of Si, Mg, and Cu satisfy expressions (1)-(4). The material further contains 0.04%-0.35% of Cr, with Mn as an impurity being limited to 0.05% or less and the balance being aluminum and unavoidable impurities. A cross section of the extruded material has a minute recrystallized structure with an average crystal grain diameter of 500 μm or less. Further, the material is extruded as a solid material by using a solid die where the length (L) of its bearing is 0.5 mm or more and L ≤ 5T (T: thickness of the solid material extruded) is satisfied. Alternatively, the material is extruded as a hollow material by setting the ratio of the flow speed of aluminum alloy at a melt-adhesion portion to that at a non melt-adhesion portion is 1.5 or less, the ratio being that in a melt-adhesion chamber where billet is divided, entered into a port portion, and then again united so as to surround a mandrel.

[統葉有]



(57) 要約:

耐食性および二次加工性に優れ、自動車等の輸送機器の構造材として好適に使用できる高強度アルミニウム合金押出材およびその製造方法を提供する。Si : 0.6% ~ 1.2%、Mg : 0.8% ~ 1.3%、Cu : 1.3% ~ 2.1%を含有すると共に、Si、Mg、Cuの含有量につき所定の条件式(1)~(4)を満足し、更に、Cr : 0.04% ~ 0.35%を含有し、且つ不純物としてのMnを0.05%以下に制限し、残部アルミニウム及び不可避的不純物からなる組成を有する押出材であり、押出材の断面が平均結晶粒径 $500\mu\text{m}$ 以下の微細な再結晶組織をそなえている。

また、ソリッドダイスのペアリングの長さ(L)が0.5mm以上で、 $L \leq 5T$ (T:押出加工される中実材の肉厚)であるソリッドダイスを用いて中実材に押出加工するか、あるいは、ビレットが分断されてダイスのポート部に進入したのちマンドレルを取り囲んで再び一体化する溶着室におけるアルミニウム合金の非溶着部での流速に対する溶着部での流速の比を1.5以下として中空材に押出加工する。

明 細 書

耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材およびその製造方法

技術分野

本発明は、耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材、とくに、自動車、鉄道車両、航空機などの輸送機器の構造材として好適に使用される耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材の製造方法に関する。

背景技術

自動車、鉄道車両、航空機などの輸送機器の構造体に要求される性能としては、（1）強度、（2）耐食性、（3）破壊力学特性（耐疲労亀裂伝播、破壊靭性などの特性）が挙げられ、最近の材料の開発動向としては強度だけでなく、材料の製造から組立、運用も含めた総合的な評価が行われている。

高強度アルミニウム合金としては、従来からAl-Cu-Mg系（2000系）やAl-Zn-Mg-Cu系（7000系）のアルミニウム合金が知られているが、これらのアルミニウム合金は強度面では優れているが、耐食性が必ずしも十分でなく、また押出性も劣り熱間割れが生じ易く押出速度を遅くして押出加工しなければならないため、製造原価が高くなるという難点がある。さらに、ポートホールダイスやスパイダダイスを用いて中空形状に押出加工することは困難であるため、ソリッド形状を組み合わせて構造体としなければならず、適用範囲が限定されていた。

一方、アルミニウム材料のうち6061合金、6063合金に代表される6000系（Al-Mg-Si系）のアルミニウム合金は、加工性が良く製造が容易であり、耐食性にも優れているが、前記の7000系（Al-Zn-Mg系）や2000系（Al-Cu系）の高強度アルミニウム合金と比べ強度面で劣るとい

う難点がある。強度を向上させた6000系アルミニウム合金として6013合金、6056合金、6082合金などが開発されているが、これらの開発合金も、車両の軽量化の進行に伴う材料の薄肉化の要求を満足させるには、強度、耐食性の面で必ずしもなお十分な特性をそなえていない。

6000系アルミニウム合金における上記の問題点を解決して、良好な耐食性を有する高強度アルミニウム合金押出材を得ることを目的として、Si:0.5%～1.5%、Mg:0.9%～1.6%、Cu:1.2%～2.5%を含有するとともに、条件式 $3\% \leq Si\% + Mg\% + Cu\% \leq 4\%$ 、 $Mg\% \leq 1.7 \times Si\%$ 、 $Mg\% + Si\% \leq 2.7\%$ 、 $2\% \leq Si\% + Cu\% \leq 3.5\%$ 、 $Cu\% / 2 \leq Mg\% \leq (Cu\% / 2) + 0.6\%$ を満足し、さらにCr:0.02%～0.4%を含有し、且つ不純物としてのMnを0.05%以下に制限し、残部アルミニウム及び不可避的不純物からなる組成を有するアルミニウム合金の中空押出材であって、押出により形成される中空断面内の溶着部について押出方向と直角方向に引張試験を行った場合に溶着部以外の部分で破断することを特徴とするAl-Cu-Mg-Si系合金中空押出材が提案されている（特開平10-306338号公報）。

また、上記アルミニウム合金押出材にMnを含有させてさらに強度を改善するとともに、押出材の再結晶層厚さを制御して耐食性を維持したものとして、Si:0.5%～1.5%、Mg:0.9%～1.6%、Cu:0.8%～2.5%を含有するとともに、条件式 $3\% \leq Si\% + Mg\% + Cu\% \leq 4\%$ 、 $Mg\% \leq 1.7 \times Si\%$ 、 $Mg\% + Si\% \leq 2.7\%$ 、 $Cu\% / 2 \leq Mg\% \leq (Cu\% / 2) + 0.6\%$ を満足し、さらにMn:0.5%～1.2%を含有し、残部アルミニウム及び不可避的不純物からなる組成を有するアルミニウム合金の押出材であって、該押出材の最小肉厚をt（mm）、押出比をRとしたとき、押出材の表層部の再結晶層の厚さG（μm）が $G \leq 0.326 t \times R$ を満たすことを特徴とするアルミニウム合金押出材が提案された（特開2001-11559号公報）。

上記のアルミニウム合金押出材は、Mnを添加して表層部の再結晶層以外の結

晶組織を纖維状化したもので、強度は改善されるが押出加工において条件によつては押出割れが生じるなど押出性になお問題があるため、本出願の発明者の一人は他の発明者とともに、ソリッドダイスを用いて中実材に押出加工する場合には、ソリッドダイスのペアリング長さ、およびペアリング長さと押出材の肉厚の関係を特定した条件で押出加工し、ポートホールダイスまたはブリッジダイスを用いて中空材に押出加工する場合には、ビレットが分断されてダイスのポート部に進入したのちマンドレルを取り囲んで再び一体化する溶着室におけるアルミニウム合金の非溶着部での流速に対する溶着室での流速の比を特定した条件で押出加工することにより押出性を改善する方法を提案した（特願2002-319453号）。

しかしながら、これらの押出材は、押出（一次加工）後に曲げ加工、切削加工などの2次加工を経て使用されることが多いが、Mnを含有する上記のアルミニウム合金押出材は、表層部が再結晶組織、内部が纖維組織をそなえたものであるため、再結晶組織が粗大になると、2次加工後の表面性状や寸法精度が低下し、厳しい寸法公差から外れることがあり、また切削性が劣るという問題もある。

発明の開示

発明者らは、上記の問題点を解消するとともに、さらに安定した押出加工性をそなえた耐食、高強度アルミニウム合金押出材を得ることを目的として、上記で提案されたアルミニウム合金組成、押出条件をベースとして、さらに試験、検討を重ねた結果、特定量のSi、Mg、Cuを含有し、さらに特定量のCrを含有し、不純物としてのMn量を制限したアルミニウム合金を、上記で提案された押出条件で押出加工することにより、押出性がさらに改善され、押出材の断面全体で微細な再結晶組織となり、優れた耐食性と高強度をそなえたアルミニウム合金押出材が得られることを見出した。

本発明は、上記の知見に基づいてなされたものであり、その目的は、押出加工における生産性を低下させることなく、自動車、鉄道車両、航空機などの輸送機

器の構造体に要求される強度および耐食性を満足し、且つ曲げ加工や切削加工など2次加工において良好な品質を得ることを可能とするアルミニウム合金押出材およびその製造方法を提供することにある。

上記の目的を達成するため、本発明の請求項1による耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材は、Si:0.6%~1.2%、Mg:0.8%~1.3%、Cu:1.3%~2.1%を含有するとともに、下記の条件式(1)、(2)、(3)、(4)を満足し

$$3\% \leq Si\% + Mg\% + Cu\% \leq 4\% \text{---(1)}$$

$$Mg\% \leq 1.7 \times Si\% \text{---(2)}$$

$$Mg\% + Si\% \leq 2.7\% \text{---(3)}$$

$$Cu\% / 2 \leq Mg\% \leq (Cu\% / 2) + 0.6\% \text{---(4)}$$

さらにCr:0.04%~0.35%を含有し、且つ不純物としてのMnを0.05%以下に制限し、残部アルミニウム及び不可避的不純物からなり、結晶粒径500μm以下の再結晶組織を有することを特徴とする。

請求項2による耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材は、請求項1において、前記アルミニウム合金が、さらにZr:0.03%~0.2%、V:0.03%~0.2%、Zn:0.03%~2.0%のうちの1種類以上を含有することを特徴とする。

請求項3による耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材の製造方法は、請求項1または2記載のアルミニウム合金のビレットをソリッドダイスを用いて中実材に押出加工する方法であって、ソリッドダイスのベアリングの長さ(L)が0.5mm以上で、且つ該ベアリングの長さ(L)と押出加工される中実材の肉厚(T)との関係がL≤5Tであるソリッドダイスを用いて押出加工し、押出加工された中実材の断面組織において結晶粒径500μm以下の再結晶組織を有する中実押出材とすることを特徴とする。

請求項 4 による耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材の製造方法は、請求項 3 において、前記ソリッドダイスの前面にフローガイドを配設してなり、該フローガイドは、そのガイド孔の内周面がソリッドダイスのペアリングに連続するオリフィスの外周面から 5 mm 以上離れており、且つその厚さがビレットの直径の 5 ~ 25 % であることを特徴とする。

請求項 5 による耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材の製造方法は、請求項 1 または 2 記載のアルミニウム合金のビレットをポートホールダイスまたはブリッジダイスを用いて中空材に押出加工する方法であって、ビレットが分断されてダイスのポート部に進入したのちマンドレルを取り囲んで再び一体化する溶着室におけるアルミニウム合金の非溶着部での流速に対する溶着部での流速の比を 1.5 以下として中空材に押出加工し、該中空材の断面組織において結晶粒径 500 μm 以下の再結晶組織を有する中空押出材とすることを特徴とする。

請求項 6 による耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材の製造方法は、請求項 3 ~ 5 のいずれかにおいて、前記アルミニウム合金のビレットを 500 °C 以上融点未満の温度で均質化処理と、均質化処理後のビレットを 470 °C 以上融点未満の温度に加熱して押出加工する工程とからなることを特徴とする。

請求項 7 による耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材の製造方法は、請求項 3 ~ 6 のいずれかにおいて、押出直後の押出材の表面温度が 450 °C 以上に保持された状態で 10 °C / 秒以上の冷却速度で 100 °C 以下の温度まで冷却するプレス焼入れまたは前記押出材を 5 °C / 秒以上の昇温速度で 480 ~ 580 °C の温度域に加熱する溶体化処理を行った後、10 °C / 秒以上の冷却速度で 100 °C 以下の温度まで冷却する焼入れ処理工程と、170 ~ 200 °C で 2 ~ 24 時間の熱処理を施す焼戻し処理工程とからなることを特徴とする。

図面の簡単な説明

図 1 は、本発明で用いるソリッドダイスとフローガイドを示す断面図である。

図 2 は、本発明の中実押出材の肉厚 T を示す図である。

図 3 は、本発明で用いるポートホールダイスの雄型の正面図である。

図 4 は、本発明で用いるポートホールダイスの雌型の背面図である。

図 5 は、図 3 のポートホールダイスの雄型と図 4 の雌型を合わせた縦断面図である。

図 6 は、図 5 のポートホールダイスの成形部の拡大図である。

図 7 は、ポートホールダイスにおけるブリッジ幅 W に対するチャンバー深さ D の比とダイス内でのメタルの流速比との関係を示すグラフである。

発明を実施するための最良の形態

本発明のアルミニウム合金における合金成分の意義およびその限定理由について説明する。

S i は、M g と共に微細な金属間化合物、M g₂Si を析出してアルミニウム合金の強度を向上させる機能を有する。S i の好ましい含有範囲は0.6%～1.2%であり、0.6%未満ではその効果が十分でなく、1.2%を越えると耐食性が低下する。S i のより好ましい含有範囲は0.7%～1.0%である。

M g は、S i と共にM g₂Si を析出し、更にC u と共に存することによりCuMgAl₂を微細析出させ、アルミニウム合金の強度を向上させる。M g の好ましい含有範囲は0.8%～1.3%であり、0.8%未満ではその効果が十分でなく、1.3%を越えて含有すると耐食性が低下する。M g のより好ましい含有範囲は0.9%～1.2%である。

C u は、S i 、M g と同様に強度向上に寄与する元素成分であり、その好ましい含有範囲は1.3%～2.1%である。1.3%未満ではその効果が小さく、2.1%を越えて含有すると耐食性が低下し、押出の際の変形抵抗が高くなつて中空形状の押出材の製造において押詰まりが生じる。C u のより好ましい含有範囲は1.5%～2.0%である。

C_rは、合金の結晶組織を微細化して成形性を向上させるとともに、耐食性向上に寄与する。C_rの好ましい含有範囲は0.04%～0.35%であり、0.04%未満ではその効果が十分でなく耐食性が劣り、0.35%を越えると粗大な金属間化合物が生成し易くなつて、再結晶粒が不均一となり、加工された際の成形性が低下する。C_rのより好ましい含有範囲は0.1%～0.2%である。

Mnは、結晶粒を微細にして強度を向上させるが、Mn系の金属間化合物が生成し、このMn系化合物が孔食の起点となって腐食を促進するから、好ましくは0.05%以下、より好ましくは0.02%以下、さらに好ましくは0.01%以下に制限することが重要である。

本発明のアルミニウム合金においては、Si、Mg、Cu、Crを必須成分とし、Si、Mg、Cu相互間の条件式(1)～(4)を満足する必要があり、これによつて、金属間化合物の好ましい分散状態が得られ、強度、耐食性および成形性に優れたものとなる。必須成分Si、Mg、Cuの合計含有量が3%未満では所望の強度を得ることができず、4%を越えると耐食性が低下する。MgとSiの量的関係をMg%≤1.7×Si%、Mg%+Si%≤2.7%、MgとCuの量的関係をCu%/2≤Mg≤(Cu%/2)+0.6%とすることによって、金属間化合物の生成量、分布状態が制御され、合金にバランスの良い強度特性、成形加工性、耐食性を与えることができる。

上記の本発明のアルミニウム合金に、選択成分として添加されるZr、V、Znは、金属間化合物を形成して結晶粒径を微細にするとともに、強度を向上させるよう機能する。Zr、V、Znが、それぞれ下限値に満たないとその効果が小さく、上限値を越えると粗大な金属間化合物の生成量が増加し、成形性、耐食性が低下する。なお、本発明のアルミニウム合金には、通常、鋳塊組織微細化のために添加される少量のTi、Bが含まれていても本発明の特性が害されることはない。

本発明のアルミニウム合金押出材の好ましい製造方法について説明すると、まず、前記の組成を有するアルミニウム合金の溶湯を、例えば、半連続鋳造によりビレットに造塊し、得られたビレットを500°C以上融点未満の温度で均質化処理する。均質化処理温度が500°C未満では、鋳塊偏析の除去が十分に行われず、強度向上に寄与するMg, Siの生成やCuの固溶が不十分となり、十分な強度、伸びが得られない。

均質化処理後、ビレットを470°C以上融点未満の温度に加熱して熱間押出を行う。結晶粒径が500μm以下の微細な再結晶組織を得るために押出温度と押出速度の組合せを調整するが、押出温度が470°C未満では添加元素の固溶が不十分で強度が低下する。

プレス焼入れを行う場合には、押出直後の押出材の表面温度が450°C以上の温度に保持された状態とし、10°C／秒以上冷却速度で100°C以下の温度まで冷却する。プレス焼入れ工程において、押出材の表面温度が450°C未満では、溶質成分が析出する所謂焼入れ遅れが生じ、所望の強度が得られない。冷却速度が10°C／秒未満では、化合物が望ましくない分散状態に析出して耐食性、強度、伸びが不十分となる。より好ましい冷却速度は50°C／秒以上である。

押出材を、通常の焼入れ処理工程に従い、雰囲気炉や塩浴炉等の熱処理炉中で5°C／秒以上の昇温速度で480～580°Cの温度で溶体化処理した後、10°C／秒以上の冷却速度で100°C以下まで冷却してもよい。溶体化処理時の熱処理温度が480°C未満では、析出物の固溶が不十分となり十分な強度および伸びが得られず、580°Cを越えると、局部的な共晶融解により伸びが低下する。焼入れ処理時の冷却速度が10°C／秒未満では、プレス焼入れ工程の場合と同様、化合物が望ましくない分散状態に析出して耐食性、強度、伸びが不十分となる。より好ましい冷却速度は50°C／秒以上である。

焼入れの終了した押出材は、室温時効した状態（T4調質）でも優れた伸びを

示すが、焼入れ後に引張矯正を行い、170～200℃で2～24時間焼戻し処理を行うことが望ましい。焼戻し処理温度が170℃未満では、所望の強度を得るために長時間の焼戻し処理を行わなければならず、工業生産上好ましくない。焼戻し処理温度が200℃を越えた場合には強度が低下する。熱処理時間が2時間に満たないと十分な強度を得られず、24時間を越えると強度が低下する。

つぎに、本発明による押出加工方法の具体的な態様について述べる。本発明の押出方法のうち中実材の押出加工について説明すると、所定の組成を有するアルミニウム合金は、通常の半連続鋳造によりビレットに造塊され、ソリッドダイスを用いて熱間で中実材に押出加工される。ソリッドダイスを用いて中実材を押出加工する場合の装置構成を図1に示す。長い押出材を製造する場合には、ビレットを押継ぎするためにソリッドダイス1の前面にフローガイド4を配置する。

コンテナ7内に装入されたアルミニウム合金のビレット9は、押出システム8で矢印方向に押されてフローガイド4のガイド孔5に進入した後、ソリッドダイス1のオリフィス3に入り、ソリッドダイス1のベアリング面2で成形されて中実材10として押し出される。

中実材の押出加工においては、ソリッドダイスのベアリングにより押出材の形状が決定され、ベアリング長さLは押出材の特性に影響を与える。本発明においては、 $0.5 \text{ mm} \leq L$ とし、且つLと押出加工された中実材10の直角断面における肉厚T(図2)との関係を $L \leq 5T$ 、好ましくは $L \leq 3T$ とすることが重要であり、この寸法をそなえたソリッドダイスを用いて押出加工することにより、押し出される中実材の断面組織において結晶粒径 $500 \mu\text{m}$ 以下の再結晶組織を有する中実押出材とすることができます。断面組織において結晶粒径 $500 \mu\text{m}$ 以下の再結晶組織を有する中実押出材は、優れた強度、耐食性および2次加工性をそなえている。なお、肉厚Tとは、図2に示すように、押出加工された中実押出材の直角断面において、各部位の肉厚のうち最も大きいものをいう。

ペアリングの長さが0.5mm未満になると、ペアリングの加工が難しくなり、ペアリングが弾性変形して寸法が不安定となり易い。また、ペアリングの長さが5Tを越えると、押し出される中実材の断面組織の結晶粒径が大きくなる。

ソリッドダイス1の前面にフローガイド4を配設する場合は、フローガイド4のガイド孔5の内周面6がソリッドダイス1のオリフィス3の外周面から5mm以上離れており($A \geq 5\text{ mm}$)、且つその厚さBがビレット9の直径の5~25%であること($B = D \times 5 \sim 25\%$)が重要であり、前記のペアリング寸法をそなえたソリッドダイスとの組合せで、押し出される中実材の断面組織において結晶粒径 $500\mu\text{m}$ 以下の再結晶組織となり、優れた強度、耐食性および2次加工性をそなえた中実押出材が得られる。

フローガイド4のガイド孔5の内周面6とソリッドダイス1のオリフィス3の外周面との距離Aが5mm未満では、フローガイド5内のビレットの加工度が大きくなり、押し出される中実材の結晶粒径が大きくなる。フローガイド4の長さBがビレット9の直径(D)の5%未満では、フローガイド5の強度が十分でなく変形が生じ易くなり、フローガイド5の長さBがビレット9の直径(D)の25%を越えて長くなると、フローガイド内のビレットの加工度が大きくなり、押し出された中実材に割れが生じて、強度や伸びが大幅に低下する。なお、中実押出材の形状が矩形の場合には、角部に0.5mm以上のRを付けることにより角部の割れを防止することができる。

つぎに、本発明の押出方法のうち中空材の押出加工について説明すると、所定の組成を有するアルミニウム合金は、通常の半連続鋳造によりビレットに造塊され、ポートホールダイスまたはブリッジダイスを用いて熱間で中空材に押出加工される。図3~4にポートホールダイスの構成を示す。図3はダイス雄型12をマンドレル15側から見た正面図、図4はマンドレル15が嵌まり込むダイス部16をそなえたダイス雌型13の背面図、図5はダイス雄型12と雌型13を合わせてなるポートホールダイス11の縦断面図、図6は図5の成形部の拡大図で

ある。

ポートホールダイス11は、複数のポート部14、14とマンドレル15を有する雄型12と、ダイス部16をそなえた雌型13を、図5に示すように合わせてなるもので、押出システム（図示せず）で押されたビレットは、分断されてダイス雄型12のポート部14、14に進入したのち、溶着室17においてマンドレル15を取り囲んで再び一体化（溶着）し、溶着室17を出る時、内面をマンドレル15のペアリング部15Aで、外面をダイス部16のペアリング部16Aで成形され中空材となる。なお、ブリッジダイスは、ダイス内のメタルのフロー、押出圧力、押出作業性などを考慮して雄型の構造を変えたもので、基本的にはポートホールダイスと同様な構造のものである。

この場合、複数のポート部14に進入したアルミニウム合金（メタル）は、ポート部14から出て溶着室17に入ると、ポート部14とポート部14の間のブリッジ部18の裏側へも回り込み、互いに接合（溶着）するが、ポート部14から出てそのままダイス部16へ流出し、他のポート部14から出るメタルとの溶着に関わらない、すなわち非溶着部でのメタルの流速は、ブリッジ部18の裏側に流れ、他のポート部14から出るメタルとの溶着に関わる、すなわち溶着部でのメタルの流速より速くなり、溶着室17内のメタルの流速に差が生じる。なお、図3～4では、ポート部およびブリッジ部が各2個あるポートホールダイスを示しているが、ポート部およびブリッジ部が各3個以上あるポートホールダイスでも同様である。

発明者らは、ダイス内におけるメタルの流速の違いと押出された中空材の特性との関係について、試験、検討を重ねた結果、押出割れや溶着部の組織粗大化は、この流速差に起因するものであり、これを防止するためには、溶着室17におけるメタルの溶着部での流速に対する非溶着部での流速の比を1.5以下（非溶着部での流速／溶着部での流速≤1.5）として押出加工することが必要であり、メタルの流速比をこの限界範囲内とすることによって、押し出される中空材の

断面組織において結晶粒径 500 μ以下 の再結晶組織を有する中空押出材とすることができ、強度、耐食性、2次加工性に優れた中空押出材が得られる。

ダイスの溶着室 17 におけるメタルの非溶着部での流速に対する溶着部での流速の比を 1.5 以下として押出加工するためには、例えば、ポートホールダイスのブリッジ幅 W (図 3) に対するチャンバー深さ D (図 5~6) の比を調整したダイスを用いる。図 7 に、D/W と (溶着部でのメタルの流速 / 非溶着部でのメタルの流速) の関係の一例を示す。

上記の合金組成、製造条件の組合わせによって、押出材の断面組織が結晶粒径 500 μm 以下の微細な再結晶組織となり、強度、耐食性に優れ、且つ曲げ加工、切削加工などの2次加工において良好な品質をそなえたアルミニウム合金押出材を得ることができる。

実施例

以下、本発明の実施例を比較例と対比して説明する。なお、これらの実施例は、本発明の一実施態様を示すものであり、本発明はこれらに限定されるものではない。

実施例 1

表 1 に示す組成を有するアルミニウム合金を半連続鋳造により造塊して、直径 100 mm のビレットを製造した。これらのビレットを 525 ℃ で 8 時間均質化処理をした後、各押出用ビレットとした。

これらの押出用ビレットを、480 ℃ に加熱し、ソリッドダイスを用いて、押出比 27、押出速度 3 m / 分で押出加工し、肉厚 12 mm、幅 24 mm の矩形形状の中実押出材とした。ソリッドダイスのペアリングの長さは 6 mm、オリフィスの角部に 0.5 mm の R を付けた。また、フローガイドはガイド孔を矩形形状とし、ガイド孔の内周面とオリフィスの外周面との距離 (A) を 15 mm、厚さ

(B) をビレットの直径 100 mm に対して 15 mm とした。 (B = ビレット直径の 15 %)

ついで、得られた中実押出材を、昇温速度 10 °C / 秒で 530 °C の温度まで加熱して溶体化処理した後、10 秒以内に水冷による焼入れ処理を行い、焼入れ処理の 3 日後に、180 °C で 10 時間の人工時効処理（焼戻し処理）を行い T6 材に調質した。これらの T6 材を試験材として、以下の方法に従って、(1) 直角断面における結晶粒度の測定、(2) 引張試験、(3) 粒界腐食試験を行い特性を評価した。評価結果を表 2 に示す。

(1) 結晶粒度の測定：押出材の直角断面について、結晶粒毎にその短径を光学顕微鏡を用いて測定し、その平均値を求めた。

(2) 引張試験：JIS Z 2241に基づいて各試験片について引張強さ (UTS)、耐力 (YS)、破断伸び (δ) を測定する。

(3) 粒界腐食試験：塩化ナトリウム (NaCl) 57 g、30% H₂O₂ 10 ml を蒸留水で 1 リットルに調整して試験液とし、この試験液を 30 °C にして各試験片を 6 時間浸漬し腐食減量を測定する。腐食減量が 1.0 % 未満のものを耐食性良好と判断した。

また、2 次加工における品質の評価方法として、上記の T6 材について 90° 曲げ加工を行い、その曲げ加工部外側の表面状態を目視にて観察し、表面不良発生の無いものを良好 (○)、表面不良の発生したものを見出 (×) とした。

表 1

合 金	組 成 (mass%)					
	Si	Mg	Cu	Mn	Cr	その他
A	0.8	1.0	1.7	< 0.01	0.15	—
B	0.8	1.0	1.7	0.05	0.15	—
C	0.8	1.0	1.7	< 0.01	0.04	—
D	0.8	1.0	1.7	< 0.01	0.35	—
E	0.8	1.0	1.7	< 0.01	0.15	Zn:0.1
F	0.8	1.0	1.7	< 0.01	0.15	V :0.1
G	0.8	1.0	1.7	< 0.01	0.15	Zr:0.1
H	1.2	1.3	1.4	< 0.01	0.15	—
I	0.7	1.1	2.1	< 0.01	0.15	—
J	0.6	0.8	1.6	< 0.01	0.15	—
K	0.9	0.8	1.3	< 0.01	0.15	—
L	1.0	1.1	1.9	< 0.01	0.15	—
M	0.7	0.9	1.4	< 0.01	0.15	—
N	0.7	1.1	2.0	< 0.01	0.15	—

表 2

試 験 材	合 金	結晶 粒度 μm	引張 強さ MPa	耐力 MPa	伸び %	腐食 減量 %
1	A	250	415	380	13.0	0.3
2	B	200	420	385	12.0	0.4
3	C	450	400	365	11.0	0.7
4	D	350	415	378	12.0	0.7
5	E	300	419	383	14.0	0.4
6	F	250	412	378	12.0	0.3
7	G	450	395	372	10.5	0.8
8	H	250	410	387	12.0	0.7
9	I	300	420	390	11.5	0.6
10	J	200	400	352	14.0	0.4
11	K	150	395	345	15.5	0.3
12	L	250	425	390	14.5	0.6
13	M	250	395	355	15.5	0.4
14	N	250	415	378	14.0	0.3

表 2 にみられるように、本発明に従う試験材 N o . 1 ~ 1 4 はいずれも、優れた強度および良好な耐食性をそなえている。

比較例 1

表 3 に示す組成のアルミニウム合金を半連続鋳造により造塊して、直径 1 0 0 mm のビレットを製造した。これらのビレットを、実施例 1 と同様に処理して押出用ビレットとし、これらの各押出用ビレットを 4 8 0 °C に加熱し、実施例 1 と

同じソリッドダイスおよびフローガイドを用いて、実施例1と同一の条件で矩形形状の中実材に押出加工し、実施例1と同様に処理してT6材に調質した。これらのT6材を試験材として、実施例1と同じく、（1）直角断面における結晶粒度の測定、（2）引張試験、（3）粒界腐食試験を行い、特性を評価した。また、試験材No.22、23については、曲げ加工後の表面状態検査も実施した。結果を表4に示す。なお、表3～4において、本発明の条件を外れたものには下線を付した。

表 3

合 金	組 成 (mass%)					
	Si	Mg	Cu	Mn	Cr	その他
O	<u>1.3</u>	1.0	1.6	< 0.01	0.15	—
P	0.9	<u>1.4</u>	1.6	< 0.01	0.15	—
Q	0.7	1.1	<u>2.2</u>	< 0.01	0.15	—
R	<u>0.5</u>	0.8	1.7	< 0.01	0.15	—
S	0.8	<u>0.7</u>	1.5	< 0.01	0.15	—
T	0.9	1.1	<u>1.2</u>	< 0.01	0.15	—
U	0.8	1.0	1.7	<u>0.06</u>	0.15	—
V	0.8	1.0	1.7	< 0.01	<u>0.03</u>	—
W	0.8	1.0	1.7	< 0.01	<u>0.40</u>	—
X	0.6	1.1	2.0	< 0.01	0.15	—
Y	0.7	0.9	1.3	< 0.01	0.15	—
Z	1.0	1.1	2.0	< 0.01	0.15	—
AA	1.0	0.9	2.0	< 0.01	0.15	—
BB	0.9	1.3	1.3	< 0.01	0.15	—

《表注》合金Xは、Mg≤1.7×Siを満足しない。

合金Yは、Si+Mg+Cuが範囲外。

合金Zは、Si+Mg+Cuが範囲外。

合金AAは、Cu/2≤Mgを満足しない。

合金BBは、Mg≤(Cu/2)+0.6を満足しない。

表 4

試 験 材	合 金	結晶 粒度 μm	引張 強さ MPa	耐力 MPa	伸び %	腐食 減量 %
15	O	250	425	388	13.0	<u>1.1</u>
16	P	300	430	388	11.0	<u>1.1</u>
17	Q	350	433	390	11.0	<u>1.2</u>
18	R	350	<u>385</u>	<u>345</u>	16.5	0.4
19	S	300	<u>385</u>	<u>340</u>	16.5	0.3
20	T	250	<u>383</u>	<u>338</u>	16.0	0.4
21	U	250	417	388	12.0	<u>1.2</u>
22	V	450	395	373	11.0	<u>1.5</u>
23	W	500	405	370	12.0	0.7
24	X	250	418	380	11.5	<u>1.1</u>
25	Y	350	<u>380</u>	<u>335</u>	16.0	0.3
26	Z	300	418	388	14.0	<u>1.1</u>
27	AA	350	426	390	11.0	<u>1.3</u>
28	BB	400	430	386	10.0	<u>1.1</u>

表 4 に示すように、試験材 No. 15～17 は、それぞれ Si 量、Mg 量および Cu 量が多いため耐食性が劣る。試験材 No. 18～20 は、それぞれ Si 量、Mg 量および Cu 量が少ないため強度が十分でない。試験材 No. 21 は Mn 量が多いため、粗大な金属間化合物が生成し耐食性を低下させている。試験材 No. 22 は Cr 量が少ないため、耐食性が低下する。試験材 No. 23 は Cr 量が多いため、粗大な金属間化合物が生成して結晶粒が不均一となり、曲げ加工後の表面状態検査で不良が発生した。試験材 No. 24 は Mg と Si の量的関係

、Mg% ≤ 1.7 × Si%を満足しないため耐食性が劣っている。試験材No. 25および26は、それぞれSi、Mg、Cuの合計量が本発明で規定される範囲の下限未満および上限を超えていたため、それぞれ強度および耐食性が劣っている。試験材No. 27はCu量とMg量との関係、Cu%/2 ≤ Mg%を満足しないため耐食性が劣る。試験材No. 28はCu量とMg量との関係、Mg% ≤ (Cu%/2) + 0.6を満足しないため耐食性が劣る。

実施例 2

表1に示す組成を有するアルミニウム合金Aを半連続鋳造により造塊して直径100mmのビレットを製造し、500℃の温度で均質化処理を行った後、このビレットを表5に示すペアリング長さを有するソリッドダイスを用いて矩形形状の中実押出材（肉厚12mm、幅24mm）に押出加工した。押出温度はNo. 34以外は480℃、試験材No. 34は430℃とし、押出速度は3m/分とした。

中実押出材を、表5に示す条件でプレス焼入れまたは焼入れ処理し、さらに実施例1と同一の条件で焼戻し処理してT6材とした。なお、表5において、焼入れ処理の冷却速度は溶体化処理温度から100℃までの平均冷却速度であり、溶体化処理加熱は雰囲気炉を使用した。

得られたT6材を試験材として、実施例1と同様、（1）直角断面における結晶粒度の測定、（2）引張試験、（3）粒界腐食試験を行い、また、曲げ加工後の表面状態検査を実施し、特性を評価した。評価結果を表6に示す。

比較例 2

表1に示す組成を有するアルミニウム合金Aを半連続鋳造により造塊して、直径100mmのビレットを製造した。このビレットを表5に示す各製造条件により処理して、試験材No. 29～37、41、42についてはペアリング長さ6mm、試験材No. 39についてはペアリング長さ0.4mm、試験材No. 4

0についてはペアリング長さ 65 mmのソリッドダイスを用い、また試験材 N o . 29～40についてはフローガイドを配置することなく、試験材 N o . 41、42についてはフローガイドを配置して、矩形形状の中実押出材に押出加工した。

中実押出材を、表 5 に示す条件でプレス焼入れまたは焼入れ処理し、さらに実施例 1 と同一の条件で焼戻し処理して T6 材とした。なお、表 5 において、プレス焼入れの冷却速度は水冷前の材料温度から 100 °Cまでの平均冷却速度、焼入れ処理の冷却速度は溶体化処理温度から 100 °Cまでの平均冷却速度であり、溶体化処理加熱は霧囲気炉を使用した。

得られた T6 材を試験材として、実施例 1 と同様、(1) 直角断面における結晶粒度の測定、(2) 引張試験、(2) 粒界腐食試験を行い、特性を評価した。評価結果を表 6 に示す。なお、表 5 において、本発明の条件を外れたものには下線を付した。

表 5

試 験 材	ダイス ペアリ ング長 mm	プレス焼入れ		焼入れ処理		
		水冷前材 料温度℃	冷却速度 ℃ / sec	昇温速度 ℃ / sec	温度 ℃	冷却速度 ℃ / sec
29	6	480	100	--	--	--
30	6	480	50	--	--	--
31	6	480	10	--	--	--
32	6	480	<u>5</u>	--	--	--
33	6	水冷せず	0.1	10	530	100
34	6	水冷せず	0.1	10	530	100
35	6	水冷せず	0.1	<u>3</u>	530	100
36	6	水冷せず	0.1	5	530	10
37	6	水冷せず	0.1	10	530	<u>5</u>
38	50	480	100	--	--	--
39	<u>0.4</u>	480	100	--	--	--
40	<u>65</u>	480	100	--	--	--
41	6	480	100	--	--	--
42	6	480	100	--	--	--

《表注》試験材No. 41 : 押縫有り、A=4mm

試験材No. 42 : フローガイド有り、A=9mm

表 6

試験材	結晶粒度 μm	引張強さ MPa	耐力 MPa	伸び %	腐食減量 %	曲げ加工後の表面状態
29	200	415	380	13.0	0.3	○
30	210	411	374	13.5	0.4	○
31	220	404	373	14.0	0.5	○
32	220	<u>376</u>	<u>334</u>	15.5	0.6	--
33	200	418	382	13.0	0.4	○
34	400	<u>370</u>	<u>320</u>	14.5	0.9	--
35	<u>510</u>	393	360	<u>8.0</u>	0.9	×
36	350	405	374	11.0	0.7	○
37	220	<u>370</u>	<u>339</u>	13.5	0.6	--
38	480	398	365	10.0	0.9	○
39	--	--	--	--	--	--
40	<u>700</u>	390	359	<u>6.0</u>	<u>1.5</u>	×
41	<u>520</u>	392	360	10.0	0.9	×
42	400	402	370	10.5	0.8	○

表 6 に示すように、本発明の製造条件に従う試験材 N o. 29 ~ 31、33、36、38 はいずれも、優れた強度、良好な耐食性を示した。これに対して、試験材 N o. 32 プレス焼入れ時の冷却速度が低いため強度が劣る。試験材 N o. 34 は押出温度が低いため添加元素の固溶が不十分であり、強度が劣っている。試験材 N o. 35 は焼入れ、溶体化処理前の昇温速度が低いため、結晶粒が粗大化し伸びが低下し、曲げ加工後の表面性状が劣る。試験材 N o. 37 は焼入れ時

の冷却速度が低いため強度が劣る。

試験材No. 39はソリッドダイスのベアリング長さが短いため、押出中にベアリングが破損し押出を中止した。試験材No. 40はソリッドダイスのベアリング長さが長過ぎるため、押出温度が上昇して再結晶粒が粗大化し、伸びが低下し、耐食性が劣るものとなった。また、曲げ加工後の表面性状も劣る。

フローガイドを配設してビレットを押継ぎする場合、試験材No. 41はソリッドダイスの前面に配置したフローガイドのガイド孔の内周面とソリッドダイスのオリフィスの外周面との距離Aが小さいため、押出温度が上昇して再結晶粒が粗大化し、曲げ加工後の表面性状が劣るものとなった。一方、Aが5mm以上である試験材No. 42は、微細な再結晶粒が得られ、強度、伸び、耐食性、曲げ加工後の表面性状は良好であった。

実施例 3

表1に示す組成を有するアルミニウム合金を半連続鋳造により造塊して、直径200mmのビレットを製造した。これらのビレットを525°Cで8時間均質化処理をして押出用ビレットとした。これらの各押出用ビレットを、ブリッジ幅Wに対するチャンバー深さDの比が0.5~0.6のポートホールダイスを用いて、押出温度480°C、押出速度3m/分で外径30mm、内径20mmの管形状に押出加工（押出比：20）した。ダイスの溶着室におけるアルミニウム合金の非溶着部での流速に対する溶着部での流速の比は1.3~1.4であった。

ついで、得られた管状押出材を、昇温速度10°C/秒で530°Cの温度に加熱して溶体化処理した後、10秒以内に水冷による焼入れ処理を行い、180°Cで10時間の人工時効処理（焼戻し処理）を行いT6材に調質した。これらのT6材を試験材として、実施例1と同じ方法に従って、（1）直角断面における結晶粒度、（2）引張試験、（3）粒界腐食試験を行い特性を評価した。評価結果を表7に示す。

表 7

試験材	合金	結晶粒度 μm	引張強さ MPa	耐力 MPa	伸び %	腐食減量 %
43	A	200	415	380	13.0	0.3
44	B	220	418	385	12.0	0.5
45	C	450	405	370	10.0	0.8
46	D	410	410	375	11.0	0.7
47	E	210	417	382	13.5	0.3
48	F	200	415	380	13.0	0.3
49	G	440	398	373	10.5	0.8
50	H	200	420	390	13.0	0.7
51	I	250	425	395	12.5	0.7
52	J	160	400	350	15.0	0.3
53	K	150	390	345	16.0	0.3
54	L	220	420	385	13.5	0.7
55	M	230	390	350	15.5	0.3
56	N	200	420	380	13.5	0.3

表 7 にみられるように、本発明に従う試験材 N o . 4 3 ~ 5 6 はいずれも、優れた強度、良好な耐食性をそなえている。

比較例 3

表 3 に示す組成のアルミニウム合金を半連続鋳造により造塊して、直径 100 mm のビレットを製造した。これらのビレットを、実施例 3 と同様に処理して押出用ビレットとし、これらの各押出用ビレットを 480 °C に加熱し、実施例 1 と

同じポートホールダイスを用いて管状押出材とし、実施例3と同様に処理してT6材に調質した。これらのT6材を試験材として、実施例3と同じく、(1)直角断面における結晶粒度の測定、(2)引張試験、(2)粒界腐食試験を行い、特性を評価した。試験材No. 64、65については、曲げ加工後の表面性状検査も行った。試験結果を表8に示す。なお、表8において、本発明の条件を外れたものには下線を付した。

表8

試験材	合金	結晶粒度 μm	引張強さ MPa	耐力 MPa	伸び %	腐食減量 %
57	O	250	420	385	13.5	<u>1.1</u>
58	P	330	425	385	11.0	<u>1.2</u>
59	Q	340	430	385	10.0	<u>1.3</u>
60	R	310	<u>385</u>	340	17.0	0.3
61	S	300	<u>385</u>	340	17.0	0.3
62	T	260	<u>385</u>	340	17.0	0.3
63	U	210	420	388	11.5	<u>1.1</u>
64	V	440	395	370	10.0	<u>1.5</u>
65	W	460	400	375	11.0	0.8
66	X	190	420	380	13.5	1.1
67	Y	320	<u>385</u>	340	17.0	0.3
68	Z	250	420	385	13.5	<u>1.2</u>
69	AA	340	430	385	10.0	<u>1.3</u>
70	BB	350	430	385	10.0	<u>1.2</u>

表8に示すように、試験材No. 57～59は、それぞれSi量、Mg量、Cu量が多いいため耐食性が劣る。試験材No. 60～62は、それぞれSi量、Mg量、Cu量が少ないため強度が十分でない。試験材No. 63はMn量が多いため、粗大な金属間化合物が生成し耐食性が劣るものとなった。試験材No. 64はCr量が少ないとため、耐食性が劣るものとなった。試験材No. 65はCr量が多いいため、粗大な金属間化合物が成形して結晶粒が不均一となり、曲げ加工後の表面性状が劣る。試験材No. 66はMgとSiとの量的関係、Mg%≤1.7×Si%を満足しないため耐食性が劣っている。試験材No. 67および68は、それぞれSi、Mg、Cuの合計量が本発明で規定される範囲の下限未満および上限を超えていたため、それぞれ強度および耐食性が劣っている。試験材No. 69はCu量とMg量との関係、Cu%/2≤Mg%を満足しないため耐食性が劣る。試験材No. 70はCu量とMg量との関係、Mg%≤(Cu%/2)+0.6を満足しないため耐食性が劣る。

実施例4

表1に示す組成を有するアルミニウム合金Aを半連続鋳造により造塊して、直徑200mmのビレットを製造した。このビレットを500°Cの温度で均質化処理後、押出温度480°C（但し、試験材No. 76は430°C）、押出速度3m/分で管状押出材を作製した。押出ダイスとしては、実施例3と同じポートホールダイスを用いた。

管状押出材を、表9に示す条件でプレス焼入れまたは焼入れ処理し、さらに実施例3と同一の条件で焼戻し処理してT6材とした。なお、表9において、プレス焼入れの冷却速度は水冷前の材料温度から100°Cまでの平均冷却速度、焼入れ処理の冷却速度は溶体化処理温度から100°Cまでの平均冷却速度であり、溶体化処理加熱は霧囲気炉を使用した。

得られたT6材を試験材として、実施例3と同様、（1）直角断面における結晶粒度の測定、（2）引張試験、（3）粒界腐食試験を行い、特性を評価した。

また、曲げ加工後の表面性状検査を行った。結果を表 10 に示す。

比較例 4

表 1 に示す組成を有するアルミニウム合金 A を半連続鋳造により造塊して、直徑 100 mm のビレットを製造した。このビレットを 500 °C の温度で均質化処理後、押出温度 480 °C（但し、試験材 No. 76 は 430 °C）、押出速度 3 m / 分で管状押出材を作製した。試験材 No. 71 ~ 79 については、実施例 3 と同じポートホールダイスを用いて押出しを行い、試験材 No. 80 については、ブリッジ幅 W に対するチャンバー深さ D の比 (W/D) が、0.43 のポートホールダイスを用いて押出しを行った。

ついで、管状押出材を、表 9 に示す条件でプレス焼入れまたは焼入れ処理し、さらに実施例 3 と同一の条件で焼戻し処理して T6 材とした。

得られた T6 材を試験材として、実施例 1 と同様、(1) 直角断面における結晶粒度の測定、(2) 引張試験、(2) 粒界腐食試験を行い、特性を評価した。評価結果を表 10 に示す。なお、表 9 ~ 10 において、本発明の条件を外れたものには下線を付した。

表 9

試 験 材	流速 比	プレス焼入れ		焼入れ処理		
		水冷前材 料温度℃	冷却速度 ℃ / sec	昇温速度 ℃ / sec	温度 ℃	冷却速度 ℃ / sec
71	1.2	480	100	--	--	--
72	1.3	480	50	--	--	--
73	1.2	480	10	--	--	--
74	1.3	480	5	--	--	--
75	1.2	水冷せず	0.1	10	530	100
76	1.3	水冷せず	0.1	10	530	100
77	1.3	水冷せず	0.1	3	530	100
78	1.2	水冷せず	0.1	5	530	10
79	1.3	水冷せず	0.1	10	530	5
80	1.6	480	100	--	--	--

表 1 0

試 験 材	結晶 粒度 μm	引張 強さ MPa	耐力 MPa	伸び %	腐食 減量 %	曲げ加工 後の表面 状態
71	200	415	380	13.0	0.3	○
72	250	409	372	12.0	0.4	○
73	200	406	375	14.0	0.5	○
74	220	<u>374</u>	<u>337</u>	15.0	0.6	--
75	200	420	385	13.0	0.4	○
76	390	<u>372</u>	<u>321</u>	14.5	0.9	--
77	<u>510</u>	395	362	<u>8.5</u>	0.9	×
78	340	408	376	11.5	0.7	○
79	200	<u>380</u>	<u>339</u>	13.0	0.6	--
80	<u>520</u>	390	360	10.0	0.9	×

表 1 0 に示すように、本発明の製造条件に従う試験材 N o. 71 ~ 73、75、78 はいずれも、優れた強度、良好な耐食性を示した。これに対して、試験材 N o. 74 はプレス焼入れ時の冷却速度が低いため強度が劣る。試験材 N o. 76 は押出温度が低いため、添加元素が十分固溶せず、強度が低下した。試験材 N o. 77 は焼入れ、溶体化処理前の昇温速度が低いため、結晶粒が粗大化し伸びが低下した。また、曲げ加工後の表面性状が劣っている。試験材 N o. 79 は焼入れ時の冷却速度が低いため強度が十分でない。試験材 N o. 80 は流速比が大きいため、押出温度の上昇に伴って再結晶粒が大きくなり、曲げ加工後の表面性状が劣るものとなった。

産業上の利用可能性

本発明によれば、耐食性および二次加工性に優れた高強度アルミニウム合金押出材およびその製造方法が提供される。本発明によるアルミニウム合金押出材は、従来の鉄系の構造材に代わって自動車、鉄道車両、航空機等の輸送機器の構造材として好適に使用することができる。

請 求 の 範 囲

1. Si : 0.6% (質量%、以下同じ) ~ 1.2 %、Mg : 0.8% ~ 1.3 %、Cu : 1.3 % ~ 2.1 %を含有するとともに、下記の条件式(1)、(2)、(3)、(4)を満足し、

$$3 \% \leq Si \% + Mg \% + Cu \% \leq 4 \% \cdots \text{(1)}$$

$$Mg \% \leq 1.7 \times Si \% \cdots \text{(2)}$$

$$Mg \% + Si \% \leq 2.7 \% \cdots \text{(3)}$$

$$Cu \% / 2 \leq Mg \% \leq (Cu \% / 2) + 0.6 \% \cdots \text{(4)}$$

さらにCr : 0.04 % ~ 0.35%を含有し、且つ不純物としてのMnを0.05%以下に制限し、残部アルミニウム及び不可避的不純物からなり、結晶粒径（平均結晶粒径、以下同じ）500 μm以下の再結晶組織を有することを特徴とする高強度アルミニウム合金押出材。

2. 前記アルミニウム合金が、さらにZr : 0.03 % ~ 0.2 %、V : 0.03 % ~ 0.2 %、Zn : 0.03 % ~ 2.0 %のうちの1種類以上を含有することを特徴とする請求項1記載の耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材。

3. 請求項1または2記載のアルミニウム合金のビレットをソリッドダイスを用いて中実材に押出加工する方法であって、ソリッドダイスのペアリングの長さ(L)が0.5 mm以上で、且つ該ペアリングの長さ(L)と押出加工される中実材の肉厚(T)との関係がL ≤ 5Tであるソリッドダイスを用いて押出加工し、押出加工された中実材の断面組織において結晶粒径500 μm以下の再結晶組織を有する中実押出材とすることを特徴とする耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材の製造方法。

4. 前記ソリッドダイスの前面にフローガイドを配設してなり、該フローガイドは、そのガイド孔の内周面がソリッドダイスのペアリングに連続するオリフィスの外周面から5 mm以上離れており、且つその厚さがビレットの直径の5 ~ 25 %であることを特徴とする請求項3記載の耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材の製造方法。

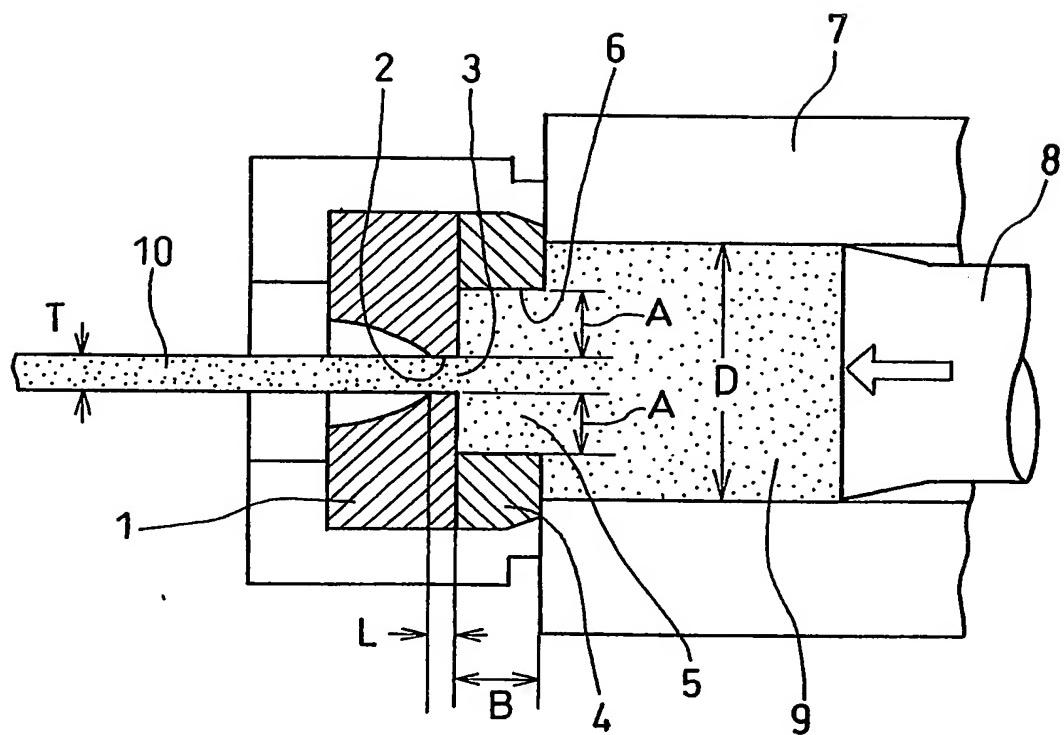
5. 請求項1または2記載のアルミニウム合金のビレットをポートホールダイス

またはブリッジダイスを用いて中空材に押出加工する方法であって、ビレットが分断されてダイスのポート部に進入したのちマンドレルを取り囲んで再び一体化する溶着室におけるアルミニウム合金の非溶着部での流速に対する溶着部での流速の比を1.5以下として中空材に押出加工し、該中空材の断面組織において結晶粒径 $500\mu\text{m}$ 以下の再結晶組織を有する中空押出材とすることを特徴とする耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材の製造方法。

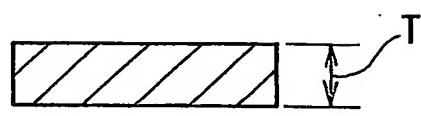
6. 前記アルミニウム合金のビレットを 500°C 以上融点未満の温度で均質化処理と、均質化処理後のビレットを 470°C 以上融点未満の温度に加熱して押出加工する工程とからなることを特徴とする請求項3～5のいずれかに記載の耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材の製造方法。

7. 押出直後の押出材の表面温度が 450°C 以上に保持された状態で $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上の冷却速度で 100°C 以下の温度まで冷却するプレス焼入れまたは前記押出材を $5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上の昇温速度で $480\sim580^\circ\text{C}$ の温度域に加熱する溶体化処理を行った後、 $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上の冷却速度で 100°C 以下の温度まで冷却する焼入れ処理工程と、 $170\sim200^\circ\text{C}$ で $2\sim24$ 時間の熱処理を施す焼戻し処理工程とからなることを特徴とする請求項3～6のいずれかに記載の耐食性に優れた高強度アルミニウム合金押出材の製造方法。

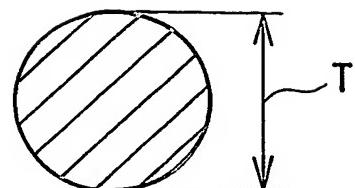
第 1 図



第 2 図



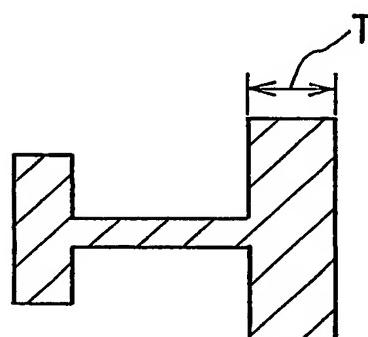
(a)



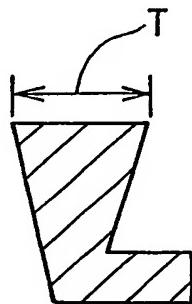
(b)



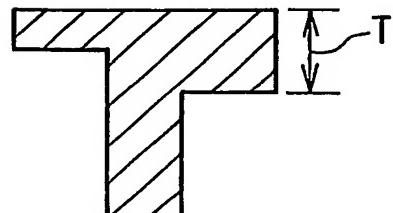
(c)



(d)

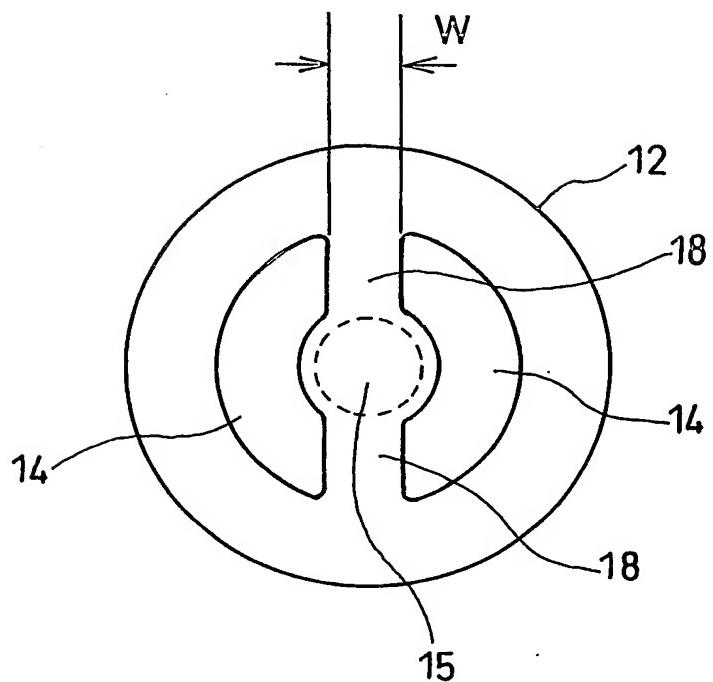


(e)

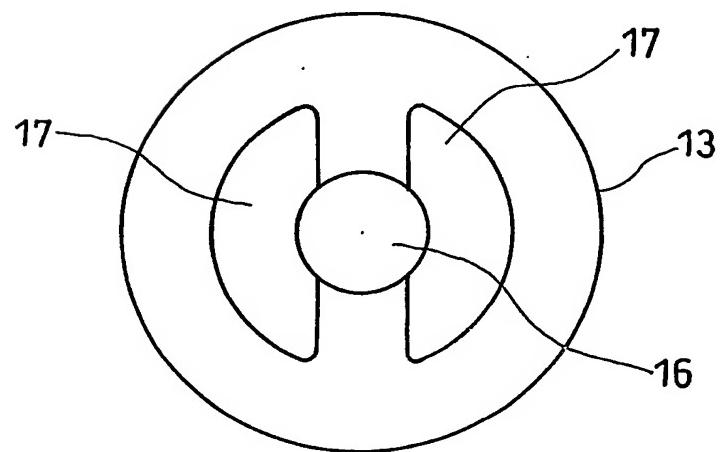


(f)

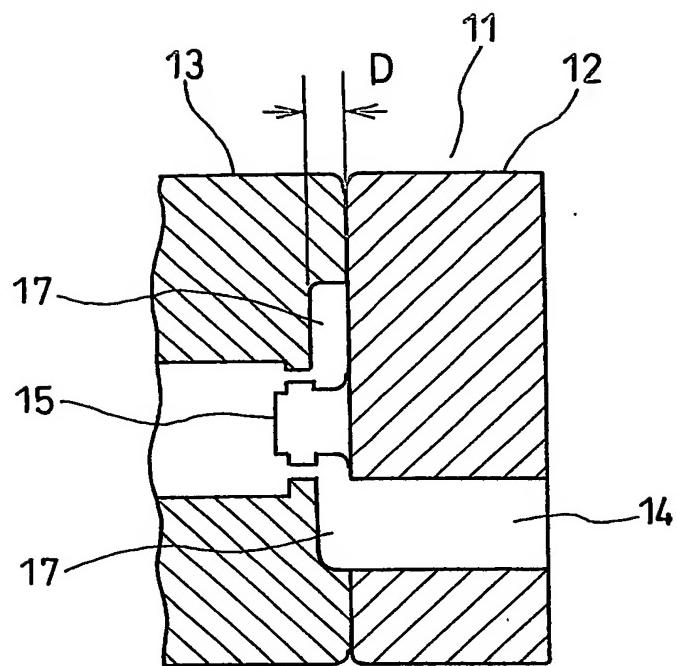
第 3 図



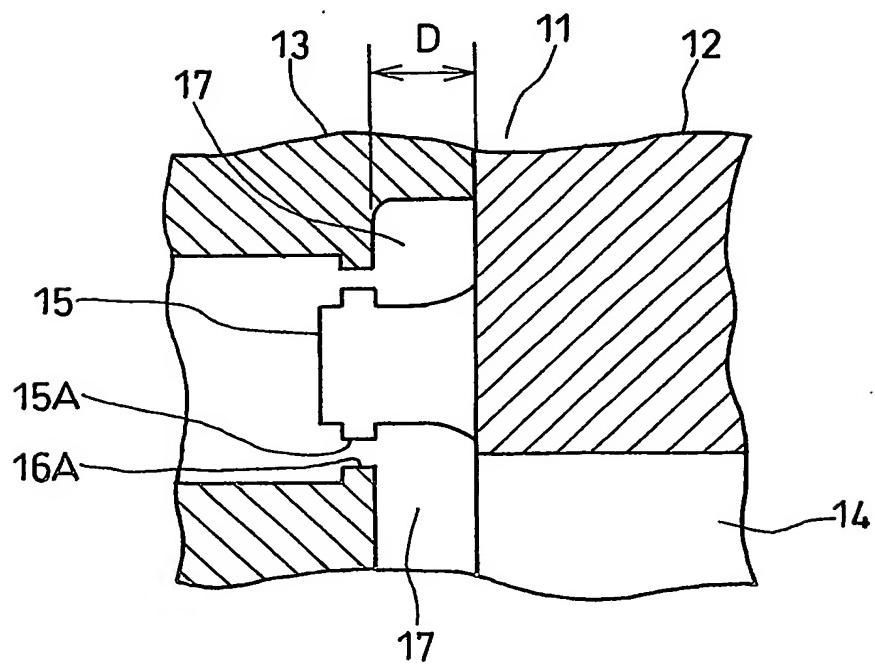
第 4 図



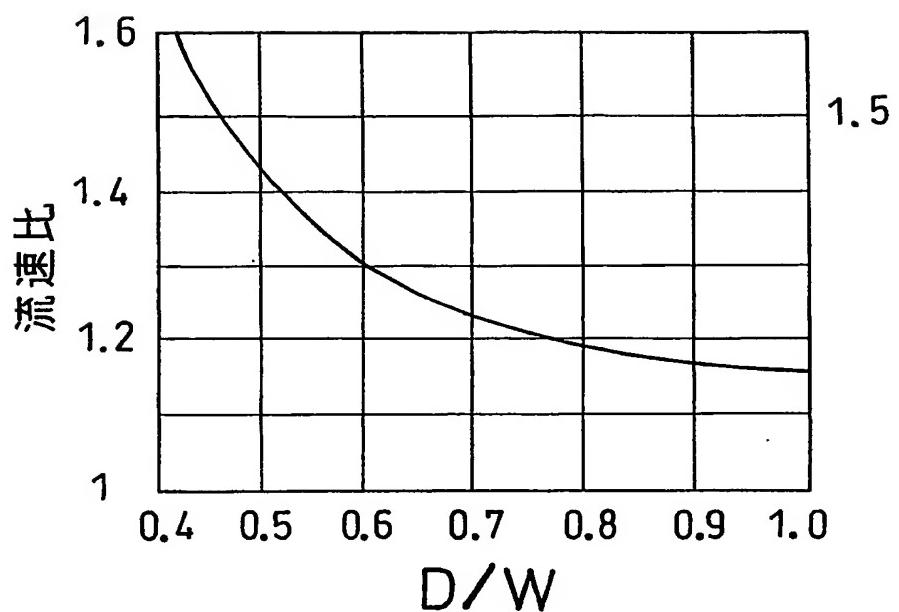
第 5 図



第 6 図



第 7 図



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/004767

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl' C22C21/12, C22F1/057, B21C25/02

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl' C22C21/12, C22F1/057, B21C25/02

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2004	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
E, A	JP 2004-149907 A (Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.), 27 May, 2004 (27.05.04), (Family: none)	1-7
A	JP 10-306338 A (Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.), 17 November, 1998 (17.11.98), (Family: none)	1-7
A	JP 8-269608 A (Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.), 15 October, 1996 (15.10.96), (Family: none)	1-7

 Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T"	later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X"	document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"Y"	document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&"	document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means		
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed		

Date of the actual completion of the international search
06 July, 2004 (06.07.04)Date of mailing of the international search report
20 July, 2004 (20.07.04)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/004767

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2001-11559 A (Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.), 16 January, 2001 (16.01.01), (Family: none)	1-7

A. 発明の属する分野の分類(国際特許分類(IPC))

Int. C1' C22C21/12, C22F1/057, B21C25/02

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料(国際特許分類(IPC))

Int. C1' C22C21/12, C22F1/057, B21C25/02

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2004年
 日本国登録実用新案公報 1994-2004年
 日本国実用新案登録公報 1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース(データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
E, A	J P 2004-149907 A (住友軽金属工業株式会社) 2004. 05. 27 (ファミリーなし)	1-7
A	J P 10-306338 A (住友軽金属工業株式会社) 1998. 11. 17 (ファミリーなし)	1-7
A	J P 8-269608 A (住友軽金属工業株式会社) 1996. 10. 15 (ファミリーなし)	1-7
A	J P 2001-11559 A (住友軽金属工業株式会社) 2001. 01. 16 (ファミリーなし)	1-7

 C欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献(理由を付す)
 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日 06. 07. 2004	国際調査報告の発送日 20. 7. 2004	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/JP) 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	特許庁審査官(権限のある職員) 井上 猛	4K 9269

電話番号 03-3581-1101 内線 3435